

PACS: 81.40.Pq, 64.60.Mu

Б.М. Эфрос¹, Л.Г. Коршунов², Н.Б. Эфрос¹, В.Ю. Дмитренко¹,
В.С. Тютенко¹

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ТИПА «СЭНДВИЧ» НА ОСНОВЕ АЗОТСОДЕРЖАЩЕГО СПЛАВА.

1. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина

²Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 24 мая 2016 года

Исследовано влияние прерывистого распада с формированием композитной структуры на структуру и свойства азотсодержащего аустенитного сплава с нанокристаллическим поверхностным слоем. В исследованном сплаве объемную долю продуктов распада варьировали в широких пределах с помощью соответствующей термической обработки.

Ключевые слова: азотсодержащий аустенитный сплав, поверхностный слой с нанокристаллической структурой, выделение нитридов по прерывистому распаду

Досліджено вплив переривчастого розпаду з формуванням композитної структури на структуру і властивості азотвмісного аустенітного сплаву з нанокристалічним поверхневим шаром. У дослідженному сплаві об'ємну частку продуктів розпаду варіювали у широких межах за допомогою відповідної термічної обробки.

Ключові слова: азотвмісний аустенітний сплав, поверхневий шар з нанокристалічною структурою, виділення нітрідів за переривчастим розпадом

Введение

Известно, что фрикционное воздействие может приводить к образованию нанокристаллических структур (НКС) в поверхностном слое различных металлических материалов [1]. Формирование НКС обусловлено интенсивной пластической деформацией материала, которая осуществляется по ротационному механизму. Уровень прочности возникающих при трении НКС в поверхностных слоях определяется не только их высокой дефектностью, но и способностью данных структур к дальнейшему деформированию. Прочность существенно зависит от химического и фазового состава контактирующих материалов и, следовательно, может быть повышена с помощью оптимального легирования и предварительной термопластической обработки.

Ранее было показано, что как присутствие ϵ -мартенсита в структуре железомарганцевых сплавов, так и их легирование азотом являются причиной

значительного снижения коэффициента трения и интенсивности адгезионного изнашивания данных сплавов [1,2]. Поскольку ϵ -мартенсит (как и атомы азота) присутствует и в хромомарганцевых метастабильных и стабильных аустенитных сплавах, представляет определенный научный и практический интерес вопрос влияния различных факторов на трибологические свойства технически важных материалов. При этом очень важно проанализировать также влияние частиц карбидно-нитридных фаз на поведение сплавов данного класса при трении скольжения и абразивном воздействии.

Данная работа посвящена исследованию влияния прерывистого распада на микроструктуру поверхностного слоя, сопротивление изнашиванию и коэффициент трения азотсодержащего аустенитного сплава, в котором объемная доля продуктов распада варьировалась в широких пределах.

Материалы и методы исследования

Сплав Г20Х18А0.8 (mass%: 0.05 С, 18.8 Мн, 17.8 Сr, 0.82 N), выплавленный с помощью технологии литья с противодавлением азота, гомогенизировали при температуре 1100°C, после чего подвергали горячей механической обработке – ковке. Из прутков сечением 10 × 10 mm, закаленных от 1150°C в воде, изготавливали образцы размером 7 × 7 × 20 mm для структурных и трибологических исследований. Распад аустенита по прерывистому механизму на различную степень осуществляли посредством старения закаленных образцов при 800°C в течение 0.5, 1, 2, 10 и 30 h. Объемную долю продуктов распада определяли методом стереометрического микроанализа (точечный метод) [3]. После термообработки рабочие поверхности образцов механически шлифовали по 8-му классу чистоты.

Структуру сплава до и после трения исследовали металлографическим, рентгеновским и электронно-микроскопическим методами анализа [4–6].

Результаты исследования и обсуждение

Ранее было показано, что нержавеющие хромомарганцевые аустенитные сплавы с 0.4–0.8 mass% азота обладают благоприятным комплексом трибологических свойств [4,7].

Известно, что аустенит в данных сплавах неустойчив в интервале температур нагрева ~ 600–1000°C и претерпевает распад по прерывистому и непрерывному механизмам. Прерывистый (ячеистый) распад наиболее активно происходит в интервале 750–850°C и характеризуется образованием перлитоподобных колоний, состоящих из дисперсных пластин нитрида хрома Cr₂N и прослоек аустенита, обедненного хромом и азотом [4,7].

Увеличение концентрации азота в рассматриваемых сплавах более 0.4–0.5 mass% заметно активизирует процесс ячеистого распада в аустените [4]. В работе показано, что прерывистый распад оказывает значительное влияние на физико-механические свойства азотсодержащих нержавеющих аустенитных сплавов. Наблюдается существенное снижение пластичности,

вязкости, а также коррозионных свойств сплавов. При этом прочностные свойства (пределы текучести $\sigma_{0.2}$ и прочности σ_b , твердость) рассматриваемых аустенитных сплавов изменяются относительно слабо.

Определенный научный интерес представляет исследование влияния прерывистого распада на износостойкость азотсодержащих аустенитных сплавов в различных условиях изнашивания, поскольку образование продуктов данного распада может иметь место в процессе термической обработки образцов из рассматриваемых сплавов при их замедленном охлаждении от температуры закалки (нормализации). Кроме того, прерывистый распад создает в азотсодержащих нержавеющей аустенитных сплавах своеобразную композитную структуру, состоящую из исходного (матричного) аустенита и перлитоподобных колоний, содержащих высокопрочную нитридную фазу Cr_2N (микротвердость 16 GPa) и обедненный легирующими элементами аустенит. Трибологическое поведение такой композитной структуры практически не изучено.

На рис. 1 показано влияние времени старения при 800°C на объемную долю образующихся продуктов прерывистого распада, твердость и параметр кристаллической решетки аустенита сплава Г20Х18А0.8. Параметр кристаллической решетки аустенита определяли по положению центра тяжести рентгеновской линии $(311)_\gamma$.

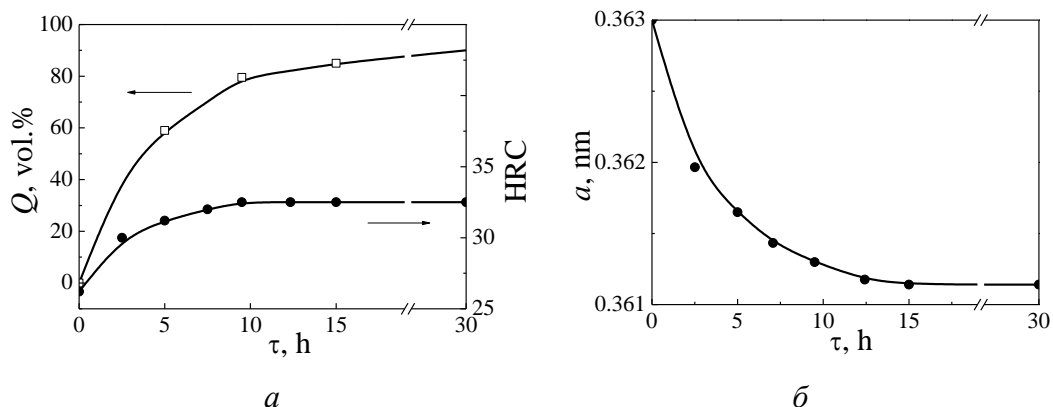


Рис. 1. Влияние времени старения τ при 800°C на объемную долю образующихся колоний прерывистого распада Q , твердость HRC (*a*) и на параметр кристаллической решетки аустенита a (*б*) сплава Г20Х18А0.8

Изменение микроструктуры сплава Г20Х18А0.8 при старении иллюстрирует рис. 2.

Как видно из рис. 1, 2, прерывистый распад происходит весьма интенсивно уже в первые часы старения. Колонии ячеистого распада зарождаются на границах аустенитных зерен и развиваются в их тела (рис. 2,*a*). Увеличение времени выдержки при 800°C более 2 h приводит к прогрессирующему замедлению скорости прерывистого распада. Выдержки в течение 2, 10 и 30 h вызывают образование соответственно 40, 80 и 90 vol.% продуктов распада.

Твердость сплава и параметр кристаллической решетки аустенита изменяются в соответствии с данной кинетикой прерывистого распада. Наиболее значительные изменения указанных параметров происходят в течение первых десяти часов выдержки при 800°C (см. рис. 1).

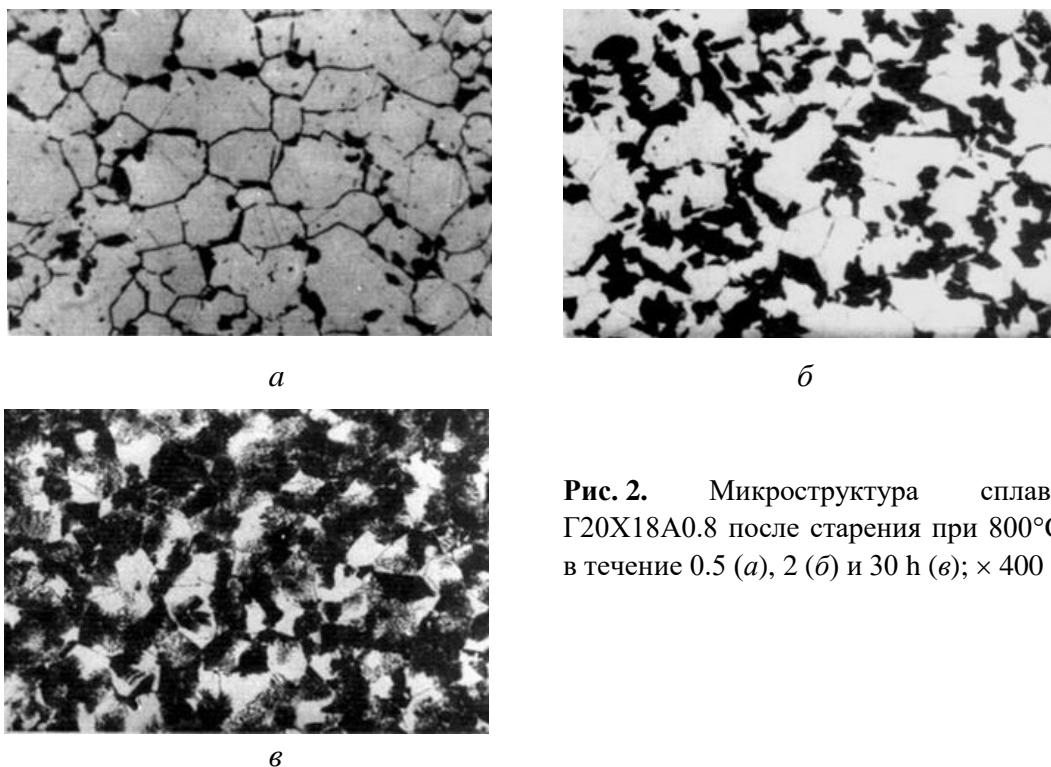


Рис. 2. Микроструктура сплава Г20Х18А0.8 после старения при 800°C в течение 0.5 (а), 2 (б) и 30 h (в); $\times 400$

Дальнейшее увеличение выдержки до 30 h практически не влияет на твердость сплава и параметр кристаллической решетки его аустенита. Видно, что при степени распада 90 vol.% прирост твердости у сплава Г20Х18А0.8 составляет 5 единиц HRC. Определенный рентгенографическим методом средний параметр кристаллической решетки аустенита (матричного и обедненного легирующими элементами) снижается при этом от $a = 0.3630$ nm (закаленное состояние) до $a = 0.3614$ nm. Принимая во внимание достигнутую высокую (90 vol.%) степень распада аустенита, а также результаты работ [8,9], можно считать, что последнее значение параметра фактически характеризует кристаллическую решетку аустенита, расположенного между пластинами нитрида хрома в колониях ячеистого распада, обедненного хромом и азотом, в соответствии с условиями равновесия между рассматриваемым аустенитом и нитридом Cr_2N при 800°C.

На рис 2,в видно, что длительная (30 h) выдержка сплава при 800°C приводит к изменению морфологии колоний прерывистого распада, которое выражается в значительном увеличении расстояния между выделяющимися дисперсными пластинами нитридной фазы. Рентгенографический анализ сплава, состаренного при 800°C в течение 30 h, показал, что линия $(311)_\gamma$ имеет сложную форму и является суперпозицией линий (311) , принадлежа-

щих двум различным по химическому составу γ -твердым растворам [9,10]. При этом линия (311) $_{\gamma}$, соответствующая более богатому азотом и хромом нераспавшемуся аустениту, заметно смещена в сторону больших углов по отношению к положению рассматриваемой линии у закаленного (не-состаренного) сплава.

Выводы

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в условиях длительного старения при 800°C имеет место значительное обеднение азотом нераспавшегося аустенита, обусловленное, по-видимому, достаточно высокой диффузионной подвижностью атомов азота в аустените при данной температуре. Можно предположить, что прогрессирующее в процессе старения обеднение азотом нераспавшегося аустенита является причиной наблюдаемого замедления распада и, в конечном итоге, незавершенности реакции прерывистого распада в исследуемом сплаве.

1. Л.Г. Коришунов, ФММ № 8, 3 (1992).
2. Н.Б. Эфрос, Л.Г. Коришунов, Б.М. Эфрос, А.А. Давиденко, В.Н. Варюхин, ФТВД 22, № 2, 110 (2012).
3. С.А. Салтыков, Стереометрическая металлография, Металлургия, Москва (1976).
4. Л.Г. Коришунов, Б.М. Эфрос, Н.Л. Черненко, Ю.Н. Гойхенберг, ФТВД 11, № 1, 75 (2001).
5. Ю.Н. Гойхенберг, Л.Г. Журавлев, В.Ю. Внуков, ФММ № 1, 99 (1990).
6. В.М. Блинов, В.А. Богданов, Б.М. Эфрос, Металлы № 6, 57 (2000).
7. В.И. Зельдович, А.И. Уваров, Н.Ю. Фролова, ФММ 86, № 6, 70 (1998).
8. N. Efros, L. Korshunov, B. Efros, N. Chernenko, L. Loladze, Steel GRIPS 2, 629 (2004).
9. Л.Г. Коришунов, Н.Л. Черненко, ФММ 63, 319 (1987).
10. В.А. Богданов, Б.М. Эфрос, Т.А. Закорецкая, Л.В. Лоладзе, ФТВД 9, № 4, 24 (1999).

V.M. Efros, L.G. Korshunov, N.B. Efros, V.Yu. Dmitrenko, V.S. Tyutenko

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HYBRID MATERIALS BASED ON A SANDWICH-TYPE NITROGEN-CONTAINING ALLOY. 1. PHASE AND STRUCTURE TRANSFORMATIONS

The effect of intermitting decomposition associated with formation of a composite structure on the structure and the properties of a nitrogen-containing austenitic alloy with a nanocrystal surface layer is studied. In the tested alloy, the volume fraction of the decomposition products is varied within a wide range by the controlled thermal treatment.

Keywords: nitrogen-containing austenitic alloy, surface layer of nanocrystal structure, nitride precipitation in the course of intermitting decomposition

Fig. 1. Effect of ageing time τ at 800°C on the volume fraction of the forming austenite colonies of intermitting decomposition Q , hardness HRC (a) and austenite lattice parameter a (b) of the Г20X18A0.8 alloy

Fig. 2. Microstructure of the Г20X18A0.8 alloy after the ageing at 800°C for 0.5 (a), 2 (b) and 30 h (c); $\times 400$